УДК 669.1?15:548:55:539.214.219

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА [012]-КРИСТАЛЛОВ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ Fe-18Cr-14Ni-2Mo

Е.И. Купрекова, К.В. Климова, И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков*, И.П. Чернов

Томский политехнический университет
*Сибирский физико-технический институт
E-mail: eikuprekova@tpu.ru

На монокристаллах аустенитной нержавеющей стали Fe-18Cr-14Ni-2Mo с низкой энергией дефекта упаковки проведены исследования влияния легирования водородом на критические скалывающие напряжения, коэффициент деформационного упрочнения и пластичность кристаллов в зависимости от температуры испытания 77...400 К и концентрации атомов водорода. Показано, что наводораживание до 14 ат. % приводит к увеличению прочностных свойств в 1,5...2 раза, выраженной температурной зависимости критических скалывающих напряжений, способствует развитию локализованной деформации скольжением.

Аустенитные нержавеющие стали представляют собой важный класс конструкционных материалов, используемых для работы в агрессивных коррозионных средах, при радиационных воздействиях, высоких температурах и циклических нагрузках в среде водорода [1, 2]. Анализ литературных данных, полученных на поликристаллах сталей [3–8], показывает, что обычно наличие водорода в решетке аустенита оказывает неблагоприятное влияние на механические свойства этих материалов: увеличение прочности сопровождается резким падением пластичности и хрупким характером разрушения по границам зерен. Экспериментальные исследования механизмов деформации поликристаллов аустенитных нержавеющих сталей с низкой энергией дефекта упаковки γ_0=0,02...0,03 Дж/м^2 свидетельствуют о том, что в зависимости от температуры испытания, концентрации атомов замещения Cr, Ni, Mn и внедрения N, H эти материалы деформируются скольжением, двойникованием, испытывают $\gamma\to\varepsilon\to\alpha'$ мартенситные превращения [4–7, 9], одновременное развитие которых в ходе деформации приводит к созданию высокопрочных сталей с большим запасом пластичности. В этой связи разработка физических механизмов достижения высокой прочности при пластической деформации и мартенситных превращениях (МП), механизма воздействия водорода на прочностные и пластические свойства является актуальной задачей. В данной работе на монокристаллах стали Fe-18Cr-14Ni-2Mo в условиях, не осложненных присутствием границ зерен, проведены исследования влияния легирования водородом на закономерности твердорастворного и деформационного упрочнения стали.

При выборе материала для исследования исходили из того, что сталь Fe-18Cr-14Ni-2Mo имеет температуру начала МП под нагрузкой (M_S^σ) ниже 4,2 К и температуру начала МП при пластической деформации (M_S^ε) ниже 300 К [7]. Следовательно, мартенсит охлаждения, и напряжения в выбранной стали не наблюдается, и $\gamma\to\varepsilon\to\alpha'$-МП могут иметь место только после пластической деформации скольжением или двойникованием, либо могут быть индуцированы введением водорода в решетку аустенита [5, 6]. Для исследования были выбраны кристаллы [012] ориентации, которые характеризуются высокой пластичностью $\varepsilon\approx$50 % при 300 К [9] и имеют близкие значения факторов Шмида для скольжения $m_{ск}$ и двойникования $m_{дв}$: $m_{дв}/m_{ск}\approx1$, поэтому необходимые условия для смены механизма деформации от скольжения к двойникованию и реализации $\gamma\to\varepsilon\to\alpha'$-МП в [012] ориентации должны достигаться только после значительной деформации скольжением, как это имеет место в низкопрочных ГЦК-металлах и сплавах замещения [10]. Благодаря высокой пластичности и ориентации для одиночного скольжения [012]-кристаллы дают возможность проводить исследования прецессии оси кристалла и изучение фазового состава стали в зависимости от величины пластической деформации.

Методика эксперимента

Монокристаллы стали Fe-18Cr-14Ni-2Mo (мас. %) с низкой энергией дефекта упаковки γ_0=0,025 Дж/м^2 [9] выращивали методом Бриджмена на затравках <011> в атмосфере аргона. После роста кристаллы гомогенизировали в среде аргона при температуре 1423 К в течение 48 ч. Для испытаний на растяжение образцы в форме двойных лопаток 1,5×2,2×12 мм^3 вырезали на электроискровом станке. Образцы закаливали в воде после выдержки в атмосфере гелия в течение 1 ч при температуре 1373 К. Повреждения на поверхности образцов удаляли механической шлифовкой, затем электролитически полировали в растворе 50 г Cr_2O_3+200 г H_3PO_4 при 300 К в течение 1...2 мин. Наводораживание осуществляли электролитическим способом в 1 М растворе H_2SO_4 при температуре электролита 300 К и плотности тока 10 мА/см^2. До проведения испытаний наводороженные образцы хранили в жидком азоте. Ориентацию оси растяжения образцов и ее изменение через каждые 5...10 % деформации определяли на дифрактометре ДРОН-3М. Для определения фазового состава кристаллов после деформации в отражающие положение устанавливали плоскость шлифа так, что при 2Θ–Θ сканировании на излучении Fe_{K_α} одновременно регистрировали рефлексы $\{222\}_\gamma$, $\{004\}_\varepsilon$ и $\{220\}_\alpha$ [5, 6, 9]. Механические испытания на растяжения проводили на машине «Поляни» с тензометрической системой из-

мерения нагрузки и записью кривых течения на электронный самопишущий потенциометр КСП-4. Температура испытаний варьировалась в интервале 77...400 K. Скорость деформации $\dot{\varepsilon}=5\cdot10^{-4}$ с$^{-1}$.

Определение концентрации атомов водорода осуществляли рентгеновским методом по параметру решетки до и после наводораживания с использованием уравнения Вульфа-Брэггов для кубических материалов [11]:

$$\lambda = 2d\sin\Theta = \frac{2a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}}\sin\Theta$$

и линейного соотношения между деформацией решетки $\Delta V/V$ за счет атомов водорода и атомным соотношением H/Me($C_{\text{Н}}$), полученного в предположении, что водород занимает октаэдрические междоузлия в гранецентрических кубических материалах и создает сферические искажения решетки [6]:

$$\frac{\Delta V}{V} = \frac{a_H^3 - a_0^3}{a_0^3} = C_H \frac{\Delta v}{\Omega},$$

где λ – длина волны излучения; h, k, l – индексы Миллера; d – межплоскостное расстояние; a_0, a_H – параметр решетки без водорода и с водородом, соответственно; Δv – искажение решетки на один атом водорода, Ω – значение атомного объема металлического атома.

При наводораживании в течение 2, 5 и 24 ч концентрация водорода в образцах составила, соответственно, 2,8, 7,0 и 11,5 ат. %.

Экспериментальные результаты и обсуждение

На рис. 1 представлена температурная зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{\text{кр}}(T)$ для [012]-кристаллов, подвергнутых деформации растяжением, без водорода $C_{\text{Н}}$=0 ат. % (кривая 1) и с водородом 2,8 и 11,5 ат. % (кривые 2, 3). Видно, что легирование атомами водорода при 2,8 и 11,5 ат. % приводит к росту $\tau_{\text{кр}}^{\text{H}_2}$ в 1,5...3 раза по сравнению с исходным состоянием $C_{\text{Н}}$=0 ат. %, и, следовательно, насыщение водородом [012]-кристаллов приводит к заметному эффекту твердорастворного упрочнения.

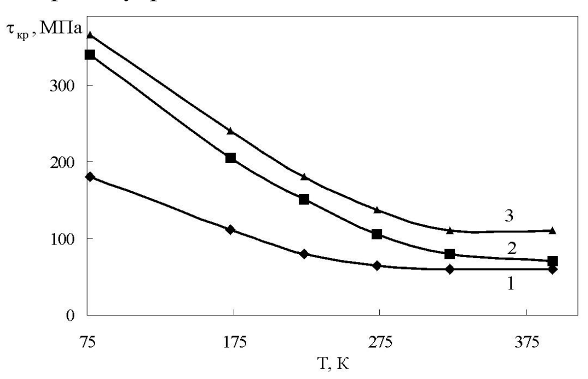


Рис. 1. *Температурная и концентрационная зависимость $\tau_{\text{кр}}$ при концентрации водорода $C_{\text{Н}}$: 1) 0; 2) 2,8; 3) 11,5 ат. %. Ориентация оси растяжения [012]*

Величина эффекта твердорастворного упрочнения усиливается с понижением температуры испытания до 77 K. Так, в исходном состоянии $C_{\text{Н}}$=0 ат. % [012]-кристаллы характеризуются слабой температурной зависимостью $\tau_{\text{кр}}(T)$ в интервале 77...400 K. Из рис. 1 (кривая 1) видно, что зависимость $\tau_{\text{кр}}(T)$ при $C_{\text{Н}}$=0 ат. % состоит из двух участков. Первый высокотемпературный участок при $T>T_{\text{кр}}\approx290$ K характеризуется практически полным отсутствием зависимости $\tau_{\text{кр}}$ от температуры так, что приведенные к модулю сдвига $G(T)$ [12] значения $\tau_{\text{кр}}(T)/G(T)\approx$const. Это атермическая компонента напряжения течения $\tau_{\text{кр}}^{G}$. Индекс G указывает, что при $T>T_{\text{кр}}\approx290$ K критические скалывающие напряжения $\tau_{\text{кр}}$ зависят от температуры только через температурную зависимость упругих констант.

Второй участок $\tau_{\text{кр}}(T)$ при растяжении в [012]-ориентации без водорода наблюдается при $T<T_{\text{кр}}\approx290$ K и характеризуется увеличением $\tau_{\text{кр}}$ с понижением температуры. Зависимость $\tau_{\text{кр}}(T)$ на данном участке превышает температурную зависимость модуля сдвига $G(T)$ [12]. Эта часть напряжения течения является термически-активируемой $\tau_{\text{кр}}^{S}$ и определяют ее из графика $\tau_{\text{кр}}(T)$, используя соотношение $\tau_{\text{кр}}^{S}=\tau_{\text{кр}}(T)-\tau_{\text{кр}}^{G}$ [10]. Согласно теории термически-активируемого движения дислокаций [10, 11], увеличение $\tau_{\text{кр}}^{S}$ с понижением температуры означает, что в стали имеются локальные препятствия (атомы замещения Mo, размеры которых значительно отличаются от размеров атомов «основы» Fe; дислокации «леса», концентрационные неоднородности), взаимодействие скользящих дислокаций с которыми зависит от температуры. Полученные данные при растяжении [012]-кристаллов без водорода согласуются с литературными данными на низкопрочных ГЦК-металлах и сплавах замещения [10, 11].

Легирование [012]-кристаллов водородом до 2,8 и 11,5 ат. % приводит к появлению сильной температурной зависимости $\tau_{\text{кр}}^{\text{H}_2}(T)$ (рис. 1, кривые 2, 3): наблюдается увеличение как термически-активируемой $\tau_{\text{кр}}^{S}$, так и атермической $\tau_{\text{кр}}^{G}$ компоненты напряжения течения и при 77 K $\tau_{\text{кр}}^{\text{H}_2}(T)$ возрастают в 2,5...3 раза по сравнению с состоянием $C_{\text{Н}}$=0 ат. %. Ранее качественно аналогичные результаты были получены на поли- и монокристаллах аустенитных нержавеющих сталей, легированных азотом [13], и объяснялись с точки зрения термически-активируемого взаимодействия дислокаций с атомами азота. В [3, 8] показано, что влияние водорода на подвижность дислокаций, величину γ_0, степень локализации пластической деформации и разрушение аустенитных нержавеющих сталей оказывается аналогичным влиянию азота. Поэтому сильная температурная зависимость $\tau_{\text{кр}}^{\text{H}_2}(T)$, обнаруженная нами экспериментально в [012]-кристаллах при легировании водородом $C_{\text{Н}}$=2,8 и 11,5 ат. %, как и в случае с азотом, при 77 K может быть обусловлена подавлением термически-активированного преодоления неподвижных атомов водорода. При

$T \geq 300$ K подвижными оказываются как дислокации, так и атомы водорода. Поэтому особенности формирования температурной зависимости $\tau_{кр}^{H_2}(T)$ [012]-кристаллов при $T \geq 300$ K будут определяться облегчением движения дислокаций за счет термически-активируемого преодоления атомов водорода, а также за счет эффектов экранирования упругих полей напряжений при образовании атмосфер Коттрелла из подвижных атомов водорода на краевых дислокациях.

Экспериментально установлено, что легирование водородом не всегда сопровождается увеличением прочностных свойств. Так, при 77 K в [012]-кристаллах с водородом C_H=7,0 ат. % наблюдается упрочнение: рост $\tau_{кр}^{H_2}$ относительно кристаллов без водорода C_H=0 ат. % (рис. 2). В то же время при 300 K обнаружено разупрочнение (рис. 2, кривые 1, 2): уменьшение $\tau_{кр}^{H_2}$ по сравнению с образцами C_H=0 ат. %.

Из рис. 2 (кривая 1) видно, что при 300 K [012]-кристаллах, ориентированных для одиночного скольжения, при C_H=0 ат. % наблюдается три стадии пластического течения: стадия легкого скольжения (стадия I), линейная стадия II с высоким коэффициентом деформационного упрочнения ($\Theta_{II}/G \approx 2,3 \cdot 10^{-3}$, где $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$, G=80 ГПа – модуль сдвига для сталей данного класса при 300 K) и стадия III – динамического возврата. Следовательно, при 300 K стадийность кривых течения оказывается типичной, как и в ГЦК-металлах и сплавах замещения [11]. Основным механизмом пластической деформации в исходных [012]-кристаллах (C_H=0 ат. %) при 300 K является скольжение, которое определяет стадийность кривых течения и коэффициент Θ_{II}/G. Этот вывод основан на исследовании металлографических картин скольжения, опытах с переполировкой и последующим травлением и исследовании прецессии оси кристаллов, из которых следует, что в исходном состоянии [012]-кристаллы при 300 K являются стабильными и пластическая деформация не приводит к $\gamma \to \varepsilon \to \alpha'$-МП. Двойникование в опытах с переполировкой и травлением также не обнаружено. Прецессия оси кристаллов происходит в полюс $[\bar{1}01]$ (рис. 2, *а*), который является направлением скольжения в первичной системе $[\bar{1}01](111)$ для ГЦК материалов [9, 10].

Насыщение водородом до 7 ат. % существенно не изменяет стадийности кривой течения [012] кристаллов при 300 K: на $\sigma(\varepsilon)$-зависимости наблюдаются все три стадии. Из рис. 2 (кривая 2), видно, что вся кривая течения смещается вниз относительно кривой при C_H=0 ат. %. Наблюдается уменьшение коэффициента деформационного упрочнения $\Theta_{II}/G \approx 1,4 \cdot 10^{-3}$ по сравнению с состоянием без водорода, что нетипично для ГЦК-материалов: обычно коэффициент Θ_{II}/G очень слабо изменяется при дополнительном легировании [10]. Следовательно, насыщение водородом существенно (в 1,6 раза) изменяет Θ_{II}/G, при этом пластичность кристаллов возрастает на 15 %, а напряжения разрушения уменьшаются от 970 МПа в исходных кристаллах до 850 МПа в образцах с водородом, C_H=7 ат. %.

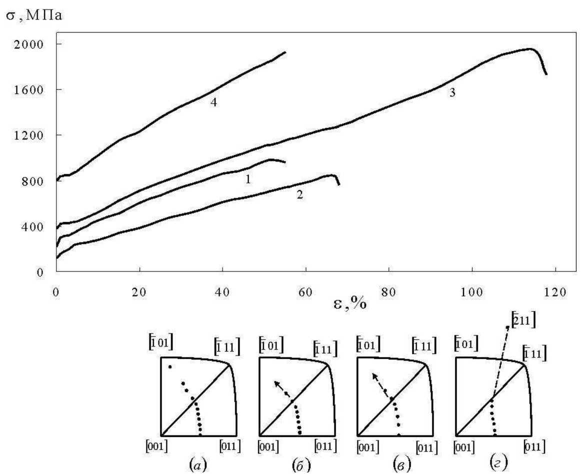


Рис. 2. *Кривые течения 1–4 и прецессия оси кристалла а-г при растяжении [012]-кристаллов: 1, 2, а, в – 300 K; 3, 4, б, г – 77 K; 1, 3, а, б – C_H=0 ат. %; 2, 4, в, г -7 ат. %*

Таким образом, обнаружен эффект сильного разупрочнения в [012]-кристаллах при наводороживании до 7 ат. % и последующей деформации растяжением при 300 K. Исследования обычно производят на поликристаллах аустенитных нержавеющих сталей [3, 5, 8] и данные о разупрочнении таких материалов при наводороживании в литературе отсутствуют. Металлографическими исследованиями и опытами с переполировкой и травлением двойникование в [012]-кристаллах при C_H=7 ат. % при 300 K выявить не удается. Исследования фазового состава показывают, что кристаллы не испытывают $\gamma \to \varepsilon \to \alpha'$-МП, прецессия оси происходит в полюс $[\bar{1}01]$, соответствующий скольжению в первичной системе (рис. 2, *в*). Исследование дислокационной структуры выявило, что водород способствует развитию локализованной деформации скольжением: наблюдаются мощные плоские скопления дислокаций, которые отсутствовали в кристаллах без водорода [9]. Следовательно, уменьшение значения Θ_{II}/G при наводороживании по сравнению с кристаллами без водорода связано с тем, что в [012]-кристаллах, ориентированных для одиночного скольжения, водород не изменяет числа действующих систем скольжения, но приводит к локализации сдвига в плоских скоплениях дислокаций. В соответствии с теорией [13], увеличение локализации сдвига приводит к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения.

При 77 K в [012] ориентации при C_H=0 ат. % на кривой течения наблюдаются стадия I при ε<6 % и две линейные стадии II (6 %<ε<75 %) и III (ε>75 %) деформационного упрочнения. На стадии I пластическая деформация осуществляется скольжением полосой Людерса в первичной системе $[\bar{1}01](111)$ с коэффициентом $\Theta_I \approx 0$ МПа. При ε>6 % наблюдается рост величины Θ_{II}/G по сравнению со стадией I до значений порядка $2 \cdot 10^{-3}$ (рис. 2). Сопо-

ставление значений $\Theta_{II}/G(T)$ при 77 и 300 К показывает, что коэффициент $\Theta_{II}/G(T)$ не зависит от температуры испытания (рис. 2, кривые 2, 3): кривые на стадии II оказываются параллельными друг другу. Металлографически наблюдается действие одной системы скольжения, прецессия оси кристалла происходит в полюс $[\bar{1}11]$ и, следовательно, значения Θ_{II}/G в [012]-кристаллах без водорода при 77 К связаны со скольжением [9]. Стадия III деформационного упрочнения начинается при ε>75 % и продолжается вплоть до самого разрушения (рис. 2, кривая 3). На данной стадии наблюдается рост величины Θ_{III}/G до значений $3{,}5\cdot10^{-3}$. Исследования прецессии оси кристалла показывают (рис. 2, *б*), что ось на стадии III продолжает двигаться в направлении полюса $[\bar{1}01]$, соответствующего скольжению [9]. При этом наблюдается перескакивание оси кристалла через симметраль $[001]-[\bar{1}11]$, однако при изучении фазового состава [012]-кристаллов при ε>78 % удается зафиксировать дополнительные пики, соответствующие $\gamma\to\varepsilon$ мартенситным превращениям (рис. 3, *а*). Следовательно, увеличение коэффициента деформационного упрочнения в [012]-кристаллах без водорода при 77 К связано с наведенными в ходе пластической деформации $\gamma\to\varepsilon$ мартенситными превращениями [6, 9].

При 77 К деформация [012]-кристаллов, легированных водородом до 7 ат. %, с самого начала пластического течения реализуется полосой Людерса $\Theta_I/G\approx0$ (стадия I). Продолжительность этой стадии невелика 3...4 %. Затем наблюдается линейная стадия II с высоким коэффициентом $\Theta_{II}/G\approx3{,}0\cdot10^{-3}$, значения которого оказываются близкими к Θ_{III}/G на кривой течения кристаллов с C_H=0 ат. % (рис. 2, кривые 3, 4). Такие значения коэффициента деформационного упрочнения необычны для скольжения и могут быть связаны с наведенными в ходе пластической деформации $\gamma\to\varepsilon$-МП [6, 9]. Исследования прецессии оси кристалла показывают (рис. 2, *г*), что до ε=30 % ось при C_H=7 ат. % движется в направлении $[\bar{1}01]$, после этого, вблизи симметрали $[001]-[\bar{1}11]$, наблюдается отклонение оси в полюс $[\bar{2}11]$, который является как направлением двойникования, так и направлением сдвига для $\gamma\to\varepsilon$-МП в первичной системе $[\bar{2}11](111)$. Данные фазового анализа показывают (рис. 3, *б*), что в [012]-кристаллах при C_H=7 ат. % $\gamma\to\varepsilon$-МП происходят при деформации $\varepsilon\geq30$ %, хотя в опытах с переполировкой и травлением мартенсит выявляется уже при ε=10 %.

Итак, установлено, что легирование водородом до 7 ат. % монокристаллов стали Fe-18Cr-14Ni-2Mo с низкой энергией дефекта упаковки γ_0=0,025 Дж/м^2 смещает начало мартенситных превращений к меньшим степеням пластической деформации по сравнению с исходным состоянием до наводораживания. Появление $\gamma\to\varepsilon$-МП в [012]-кристаллах с водородом C_H=7 ат. % при меньших степенях деформации по сравнению с исходными кристаллами с C_H=0 ат. % может быть объяснено сочетанием двух факторов. Во-первых, как показывают исследования на поликристаллах аустенитных сталей [8], водород снижает величину γ_0 и стабилизирует мартенситные превращения. Во-вторых, за счет твердорастворного упрочнения атомами водорода и сильной температурной зависимости критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}^{H_2}$ в стали Fe-18Cr-14Ni-2Mo при 77 К достигается высокий уровень деформирующих напряжений σ в 20...40 раз выше, чем в ГЦК чистых металлах и спла-

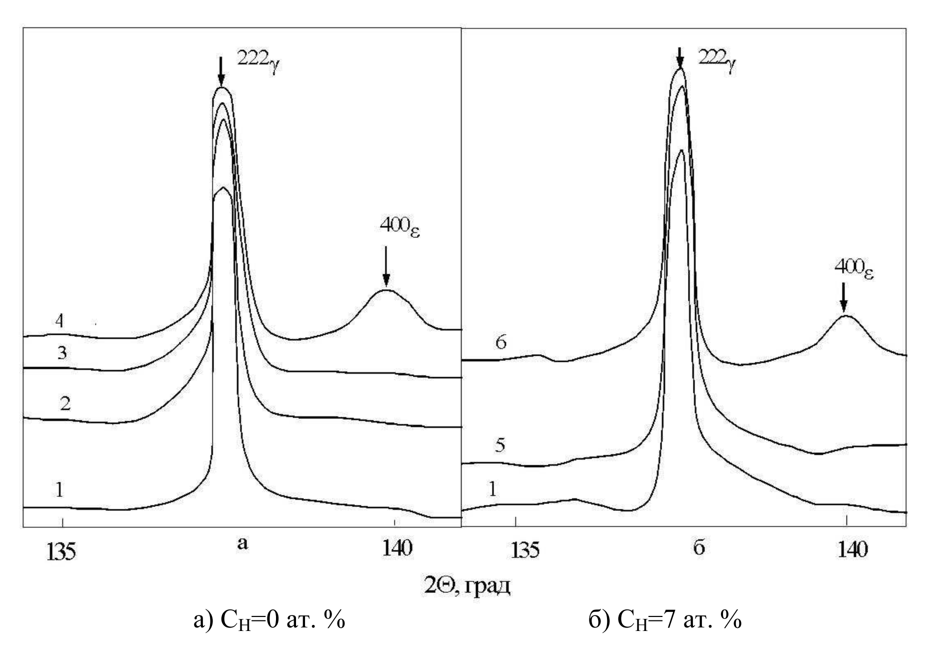


Рис. 3. *Фазовый состав [012]-кристаллов в зависимости от степени пластической деформации ε при 77 К: 1) 0; 2) 15; 3) 45; 4) 78; 5) 10; 6) 31,5 %*

вах замещения. Поэтому в [012]-кристаллах, упрочненных водородом C_H=7 ат. %, условия для образования дефектов упаковки вычитания, пластин ε-мартенсита и развития двойникования могут достигаться за счет твердорастворного упрочнения водородом, а не в ходе пластической деформации, как это имеет место в нелегированных водородом образцах [9].

Таким образом, экспериментально установлено, что легирование водородом стали Fe-18Cr-14Ni-2Mo приводит, во-первых, к сильным эффектам твердорастворного упрочнения: увеличению прочностных свойств в 1,5...2 раза по сравнению с исходным состоянием до наводораживания. Во-вторых, эффекты твердорастворного упрочнения оказываются зависящими от температуры испытания и времени насыщения водородом. В-третьих, легирование водородом [012]-кристаллов приводит к развитию локализованной деформации скольжением. И, наконец, насыщение водородом до 7 ат. % монокристаллов Fe-18Cr-14Ni-2Mo с низкой энергией дефекта упаковки 0,025 Дж/м^2 смещает начало $\gamma\rightarrow\varepsilon$ мартенситных превращений к меньшим степеням пластической деформации по сравнению с состоянием до наводораживания.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 06-08-00151а).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Морозов А.Н. Водород и азот в стали. – М.: Металлургия, 1968. – 283 с.
2. Баумбах Х., Кренинг М., Тюрин Ю.И., Чернов И.П., Черданцев Ю.П. Неравновесные системы металл-водород. Титан, нержавеющая сталь. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 2002. – 350 с.
3. Gavriljuk V.G., Shivanyuk V.N., Foct J. Diagnostic experimental results on the hydrogen embrittlement of austenitic steels // Acta Mater. – 2003. – V. 51. – P. 1293–1305.
4. Sofronis P., Liang Y., Aravas N. Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys // J. Mech. A. Solids. – 2001. – V. 20. – P. 857–872.
5. Ulmer D.G., Altstetter C.J. Hydrogen-induced strain localization and failure of austenitic stainless steels at high hydrogen concentrations // Acta metal. mater. – 1991. – V. 39. – № 6. – P. 1237–1248.
6. Ulmer D.G., Altstetter C.J. Phase relations in the hydrogen-austenite system // Acta metal. mater. – 1993. – V. 41. – № 7. – P. 2235–2241.
7. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М.: Металлургия, 1988. – 257 с.
8. Gavriljuk V.G., Shivanyuk V.N., Shanina B.D. Change in the electron structure caused by C, N and H atoms in iron and its effect on their interaction with dislocations // Acta Mater. – 2005. – № 53. – P. 5017–5024.
9. Киреева И.В., Чумляков Ю.И. Ориентационная зависимость $\gamma>\varepsilon$ мартенситных превращений в монокристаллах аустенитных нержавеющих сталей с низкой энергией дефекта упаковки // Физика металлов и металловедение – 2006. – Т. 101. – № 2. – С. 206–223.
10. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. – М.: Мир, 1969. – 272 с.
11. Келли А., Гровс Г. Кристаллография и дефекты в кристаллах. – М.: Мир, 1974. – 496 с.
12. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Коротаев А.Д., Литвинова Е.И., Зуев Ю.Л. Механизмы пластической деформации и разрушения монокристаллов аустенитных нержавеющих сталей с азотом // Известия вузов. Физика. – 1996. – Т. 39. – № 3. – С. 5–33.
13. Kuhlmann-Wilsdorf D. Advancing towards constitutive equations for the metal industry via the LEDS theory // Met. and Mat. Trans. A. – 2004. – V. 35A. – P. 369–418.

Поступила 20.09.2006 г.